

## ИЗ РАСПЛАВА ВОЛОКОН

К. О. Тарас

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», Беларусь*

Научный руководитель С. Н. Целуева

Аморфные металлические сплавы – это системы, в которых отсутствует дальний порядок в расположении атомов и которые обладают идеальной атомной, структурной и фазовой однородностью. Эти особенности определяют характерный только для аморфных сплавов комплекс физических, механических и химических свойств. В сравнении с кристаллическими материалами аморфные металлические сплавы отличаются уникальным сочетанием высоких механических и физико-химических характеристик, обладают особыми магнитными свойствами, которые связаны с их аморфной структурой.

**Методика получения волокон и проведения их атриторного диспергирования.** В качестве исходных материалов для получения аморфных металлических лент в процессе высокоскоростной закалки расплава использовались прецизионные сплавы на железной основе следующего состава: Fe–Ni–Co–Cr–Mo–В.

Получение быстрозакаленных лент из аморфизуемых сплавов осуществлялось на экспериментальной установке для спиннингования металлического расплава. Атриторная обработка материала осуществлялась в лабораторном атриторе с вертикальной осью вращения импеллера.

**Исследование закономерностей процесса атриторного диспергирования быстрозакаленных волокон.** Процесс получения металлических порошковых композиций, их качество и геометрические размеры находятся в непосредственной зависимости от технологических характеристик процесса размолта и свойств размалываемого

материала. Для установления рациональных режимов получения порошковых композиций проводили исследования атриторного диспергирования металлических волокон при различных технологических параметрах. Поскольку быстрозакаленные волокна обладают достаточно высокими механическими характеристиками, то оптимальным является сочетание пластического и ударного механизмов разрушения. Установлено, что на эффективность измельчения влияет размер мелющих тел, от которого зависят количество и интенсивность ударов в единицу времени, а также число точек соприкосновения между мелющими телами. Результаты исследований показали, что наиболее оптимальным является сочетание размольных тел различного размера.

На рис. 1 представлена зависимость процентного содержания фракции порошка менее 100 мкм от количества загружаемого материала. Наибольшее процентное содержание фракции менее 100 мкм достигается при соотношении между количеством материала и размольных тел в пределах 0,18...0,22. На рис. 2 представлена кинетика измельчения волокон. Для начала хрупкого разрушения необходимо затратить некоторое количество энергии, расходуемой на пластическую и упругую деформации.

Наиболее эффективный размол происходит на начальном этапе. При увеличении времени скорость размола уменьшается, что связано с приданием частицам порошка сферообразной формы и их наклепом. Процесс измельчения волокна, подвергнутого охрупчивающему отжигу, отличается большей эффективностью по сравнению с нетермообработанным, что объясняется повышенной хрупкостью отожженных волокон. Вместе с тем, такой порошок имеет повышенное содержание кислорода и окислов. При измельчении волокна в жидкости размол идет интенсивнее, чем при сухом размоле.

Атриторная обработка волокнистых дисперсий может рассматриваться как одна из наиболее эффективных форм интенсивного термомодеформационного воздействия на материал. При атриторной обработке, наряду с изменением удельной поверхности порошка, происходит существенное изменение строения обрабатываемого материала – интенсивный рост дефектов кристаллической структуры материала вплоть до полной его аморфизации; реализация различных механо-химических реакций, сопровождающихся образованием новых, как устойчивых, так и метастабильных, фаз; развитие релаксационных процессов, обусловленных распределением температурных полей в микрообъемах вещества при атриторной обработке. Данные факторы определяют степень конечной аккумуляции материалом энергии термомодеформационного воздействия, степень химической активности вещества, уровень стабильности его составляющих.

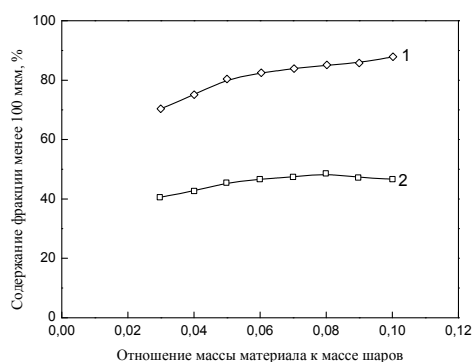


Рис. 1. Зависимость процентного содержания фракции порошка менее 100 мкм от количества загружаемого материала:

- 1 – скорость охлаждения при закалке расплава  $\Delta T/\Delta t = 2,5 \cdot 10^5 \text{ } ^\circ\text{K/c}$ ;  
 2 – скорость охлаждения при закалке расплава  $\Delta T/\Delta t = 4 \cdot 10^5 \text{ } ^\circ\text{K/c}$

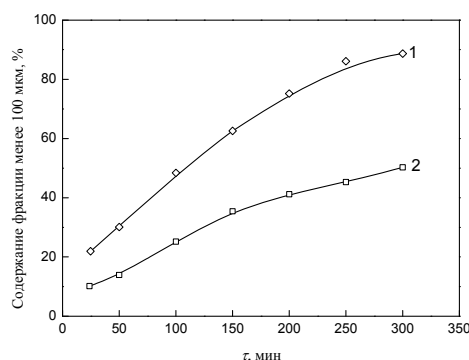


Рис. 2. Кинетика измельчения быстрозакаленных лент в центробежном атриторе:  
 $\tau$  — время измельчения;

1 — скорость охлаждения при закалке расплава  $\Delta T/\Delta \tau = 2,5 \cdot 10^5$  °K/c;  
 2 — скорость охлаждения при закалке расплава  $\Delta T/\Delta \tau = 4 \cdot 10^5$  °K/c

Кинетика изменения удельной полезной мощности  $P_n$  при обработке аморфизированного материала, закаленного из расплава при разных скоростях охлаждения, представлена на рис. 3.

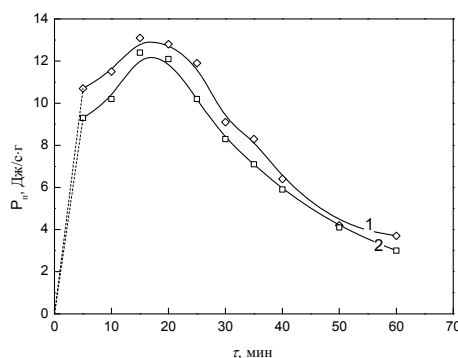


Рис. 3. Кинетика изменения удельной полезной мощности  
 при атриторной обработке аморфизированной ленты сплава Fe–Ni–Mo–Cr–Co–B:

1 — скорость охлаждения при закалке расплава  $\Delta T/\Delta \tau = 2,5 \cdot 10^5$  °K/c;  
 2 — скорость охлаждения при закалке расплава  $\Delta T/\Delta \tau = 4 \cdot 10^5$  °K/c

Для исследуемого сплава основные процессы эволюции его строения реализуются в интервале 5...30 мин. На этом этапе идет наиболее интенсивное поглощение энергии термодформационного воздействия, и происходят основные процессы перестройки строения вещества, определяющие его структуру и свойства. В дальнейшем уровень удельной полезной мощности резко падает, что свидетельствует о выходе процесса атриторной обработки для данного сплава на заключительную стадию, когда превалируют релаксационные явления. Рентгеноструктурный анализ материала, подвергнутого термодформационному воздействию при его атриторной обработке, показал, что последний сохранил свое аморфное состояние, и все изменения в его строении, сопровождающиеся поглощением энергии, произошли, очевидно, на уровне кластеров.

Кинетика процесса перехода кристаллической составляющей сплава системы Fe–Ni–Mo–Cr–Co–B в аморфное состояние при его атриторной обработке по мере

аккумуляции им энергии деформации заключается в том, что основным механизмом пластической деформации металлов и сплавов при атриторной обработке является генерация и движение дислокаций. Интенсивная пластическая деформация при данной обработке захватывает весь объем металла, что ведет к росту плотности дислокаций в сплаве до уровня  $10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , что означает переход материала из кристаллического состояния в аморфное. В процессе аккумуляции энергии сплавом при атриторной обработке зерна становятся более дисперсными, исчезает выраженная их ориентация, свойственная литым структурам, снижается объем пор, происходит частичное снятие внутренних напряжений. В дальнейшем кристаллическая фаза переходит в аморфную, при этом материал обладает пониженным химическим потенциалом, и образцы не реагируют на традиционные химические реактивы. Поглощение энергии пластической деформации сплавом на начальной стадии процесса сопровождается ростом микротвердости его аморфной составляющей. Максимуму микротвердости имеет место в интервале значений  $E_d = 10 \dots 20 \text{ кДж/г}$ , которое аккумулируется, как правило, через 15...20 мин атриторной обработки. В этом временном интервале имеет место и максимум удельной полезной мощности атриторной обработки (рис. 3).

Данные изменения сохраняются в определенной степени при отжиге сплава до момента начала его кристаллизации, оказывая существенное влияние на момент начала кристаллизации, экзотермический эффект, энергию активации и кинетику протекания процесса. В конечном итоге это ведет к росту термической стабильности сплава. Данный момент имеет особую значимость, так как определяет технологичность материала.

#### **Заключение**

1. Установлено, что при атриторном диспергировании быстрозакаленных из расплава волокон наибольшее процентное содержание фракции менее 100 мкм достигается при соотношении между количеством материала и размольных тел в пределах 0,18...0,22. Из кинетической кривой измельчения следует, что начальный период отмечается повышением его кривой скорости и достигает максимума в момент хрупко-упругого состояния частиц порошка вследствие их наклепа после интенсивной пластической деформации, после чего становится возможным хрупкое разрушение.

2. Анализ кинетики измельчения удельной полезной мощности  $P_n$  при обработке аморфизированного материала, показал, что основные процессы эволюции его строения реализуются в интервале 5...30 мин, когда идет наиболее интенсивное поглощение энергии термодеоформационного воздействия и происходят основные процессы перестройки строения вещества, определяющие его структуру и свойства.

3. Установлено, что кинетика процесса перехода кристаллической составляющей сплава системы Fe–Ni–Co–Cr–Mo–В в аморфное состояние при его атриторной обработке по мере аккумуляции им энергии деформации заключается в генерации и движении дислокаций, плотность которых достигает критического уровня  $10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$  с последующим исчезновением дальнего порядка.

4. Атриторная обработка материалов с метастабильной структурой позволяет проводить формообразование полуфабрикатов при сохранении ранее полученного микроструктурного или аморфного строения вещества, направленно формировать оптимальную неравновесную структуру материала путем реализации прогнозируемых структурных и фазовых превращений, создавая новые композиции с высокой температурной стабильностью.